第 51 卷 第 4 期 金属学报 Vol.51 No.4
2015 年 4 月 第385-392页 ACTA METALLURGICA SINICA Apr. 2015 pp.385-392

低碳钢烘烤硬化机制的内耗研究*

李维娟 张恒毅 付 豪 张建平 戚翔宇

(辽宁科技大学材料与冶金学院, 鞍山 114051)

摘 要 测试了低碳钢不同退火温度下烘烤态的应力-应变曲线和烘烤硬化(BH)值以及变形态和烘烤态的内耗曲线, 研究了不同退火温度下的烘烤硬化机制. 结果表明, 退火温度由750 ℃逐渐提高到880 ℃, 应力-应变曲线均表现不连续屈服现象, 且屈服平台的锯齿状越来越明显, 屈服点延伸量不断增大. 退火温度由750 ℃提高到780 ℃, BH值降低, 变形态和烘烤态的Snoek峰高差值增大, SKK峰高降低, Kê峰变化不大, 固溶强化对烘烤硬化起主导作用. 退火温度由780 ℃逐渐提高到880 ℃, BH值不断增大, 变形态和烘烤态的Snoek峰高差值逐渐减小, SKK峰的驰豫强度逐渐增大, Kê峰变化不大, Cottrell气团强化对烘烤硬化的作用逐渐增强. 烘烤硬化机制是固溶强化、Cottrell气团强化和沉淀强化的共同作用.

关键词 烘烤硬化, 内耗, 固溶强化, Cottrell气团强化, 沉淀强化

中图法分类号 TG142.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)04-0385-08

INTERNAL FRICTION STUDY OF MECHANISM OF BAKE-HARDENING ON LOW CARBON STEEL

LI Weijuan, ZHANG Hengyi, FU Hao, ZHANG Jianping, QI Xiangyu

School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051

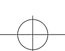
Correspondent: LI Weijuan, professor, Tel: (0412)5929528, E-mail: liweijuan826@163.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51274121)

Manuscript received 2014-08-04, in revised form 2014-11-16

ABSTRACT High strength steel plates are being applied more extensively in automobile industry under higher demands of weight reduction, safety and environmental protection. As one of the high strength steel plates for automobile body panel, bake-hardening steel plate is featured by low yield strength and good formability during stamping, and is particularly featured by improved yield strength through following paint baking process, exhibiting higher strength and anti-dent ability in service. Bake-hardening (BH) is closely related to interactions between interstitial atoms and crystal defects during baking process. In this work, BH mechanisms in low carbon steel are studied under different annealing temperatures by measuring and analyzing stress-strain curves and BH values in baked conditions, and internal friction curves in both deformed and baked conditions. The results show that when the annealing temperature increases gradually from 750 to 880 ℃, the stress-strain curves exhibit discontinuous yielding behavior with stronger serration of yield platform and continuous elongation of yield point. With the increase of the annealing temperature from 750 to 780 ℃, BH value decreases, difference between Snoek peak values in deformed and baked conditions increases, SKK peak value decreases, and Kê peak value does not change significantly, which indicates that solid solution strengthening dominates the BH. When the annealing temperature increases from 780 to 880 ℃, BH value continuously increases, difference between Snoek peak values in deformed and baked conditions gradually decreases, relaxation strength of SKK peak gradually increases, and Kê peak is stable, which indicates that Cottrell atmosphere strengthening is playing an increasing role in the BH. The BH is due to a combined mechanism contributed by solid solution strengthening Cottrell atmosphere strengthening and precipitation strengthening.

* 国家自然科学基金资助项目51274121
收到初稿日期: 2014-08-04, 收到修改稿日期: 2014-11-16
作者简介: 李维娟, 女, 1966生, 教授
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00434



KEY WORDS bake-hardening, internal friction, solid solution strengthening, Cottrell atmosphere strengthening, precipitation strengthening

汽车用钢的烘烤硬化现象能够在提高汽车安全性的同时减轻车身重量, 在不断提高节能减排的标准的今天, 有关烘烤硬化机制的研究愈加受到重视[1~5]. 据文献[6~8]报道, 烘烤硬化的实质是应变时效过程中溶解在基体中的间隙C原子和预变形产生的可动位错之间的相互作用, 在保证成形性能的同时使强度得到提高. 在退火冷却过程中甚至在水冷过程中, 有很大一部分C原子在晶粒间界偏聚[9,10], 所以低碳钢在应变时效开始时固溶在晶格中的C含量应该和总含C量区分开. 在退火过程中C原子在晶粒间界的偏聚可能会影响随后的应变时效过程. 在应变时效过程中, 固溶在晶格中的C原子会影响在塑性变形过程中所形成位错的钉扎, 偏聚在位错芯部的C原子钉扎位错形成Cottrell气团[11]或形成碳化物沉淀[1,2,11], 同时, C原子也向晶粒间界扩散. 应变时效(烘烤硬化)性能由在位错或晶界上偏聚的C原子之间的竞争结果决定, 近期的理论研究[12]对这种竞争进行了解释, 指出C原子和刃型位错的结合能比和晶粒间界的结合能小, C原子向晶粒间界扩散是最快速的扩散路径. 晶粒尺寸变化可能会改变晶界的性质, 所以晶粒尺寸会影响C的扩散. 研究退火工艺和随后应变时效过程中C扩散对烘烤硬化性能的影响, 对探究低碳钢的烘烤硬化机制有着重要意义. 本工作用内耗方法研究低碳钢应变时效中固溶在晶格中C原子含量的变化、偏聚在位错附近的C原子与位错的相互作用以及晶界溶质富集等, 期待在原子层次上解析低碳钢的烘烤硬化机制.

1 实验方法

实验材料为冷轧低碳钢, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.21, Si 0.01, Mn 0.21, P 0.011, S 0.0075, Al 0.019, N 0.002, Fe余量. 将实验钢在箱式电阻炉内进行退火, 温度分别为750, 780, 810, 850和880 ℃, 保温5 min后立刻水冷. 将退火处理的试样进行2%预变形并在170 ℃烘烤20 min, 测定模拟烘烤后的烘烤硬化(BH)值. BH值根据GB/T24174-2009规定进行测试, 是烘烤后的屈服强度与预变形所对应流变应力的差值. 拉伸试验机为UTM5305电子万能实验机, 拉伸速率为5 mm/min. 退火试样的显微组织采用JSM 6480LV扫描电子显微镜(SEM)观察. 内耗实验采用MFP-1000多功能内耗仪完成. 内耗试样尺寸为1 mm×2 mm×50 mm. 内耗测定采用自由衰减和强迫振动2种方式, 自由衰减时的频率是2.78 Hz, 强迫振动时的频率分别为0.5, 1, 2和4 Hz. 根据实测的内耗曲线采用相应的拟合软件扣除背景内耗求出实际内耗.

2 实验结果

2.1 实验钢的显微组织

图1为低碳钢在不同退火温度下的显微组织. 可以看出, 在750, 780和810 ℃退火时, 显微组织由细小的等轴铁素体和少量的碳化物组成, 850和880 ℃退火时, 显微组织中的铁素体晶粒有所长大, 并且出现珠光体组织, 珠光体大多存在于铁素体晶界三叉交点上.

2.2 烘烤态的应力-应变曲线和BH值

图2a为不同退火温度下2%预变形烘烤后低碳钢的应力-应变曲线. 可以看出, 退火温度由750 ℃逐渐提高到880 ℃, 应力-应变曲线均出现了不连续屈服现象, 且随着退火温度逐渐升高, 屈服强度不断下降, 屈服点延伸量逐渐变大, 屈服平台的锯齿状越来越明显.

由文献[11]可知, 不连续的屈服现象是由于刃型位错的附近被间隙原子包围钉扎, 或被小的析出物包围钉扎形成Cottrell气团. 当外加应力大于这种阻碍作用时, 位错摆脱钉扎形成上屈服点, 挣脱阻碍后位错的运动就比较容易, 因此有应力降落, 出现下屈服点. 在摆脱阻碍前的反复钉扎和脱钉过程导致了不连续屈服现象, 即导致了屈服平台的出现. 屈服点延伸量随着退火温度的变化如图2b所示. 通常认为, 屈服点延伸量越大, Cottrell气团中的间隙原子越多, 被钉扎的位错也越多, 位错运动的阻力越大.

图3为不同退火温度下低碳钢烘烤后所得到的BH值. 可以看出, 退火温度由750 ℃增加到780 ℃时, BH值减小, 当退火温度由780 ℃逐渐升高到810, 850和880 ℃时, BH值不断增大. 图3中退火温度与BH值之间的关系与图2中退火温度与屈服点延伸量之间的关系并不一致, 说明BH值并不完全取决于Cottrell气团强化, 还有其它强化机制在发挥作用. 同时, 从图3看出, 750~850 ℃所对应的BH值为负值, 即发生了烘烤软化, 只有880 ℃退火时的BH值为正值, 发生了烘烤硬化.

2.3 变形态和烘烤态的内耗曲线

在室温~600 K采用自由衰减方法测量的变形

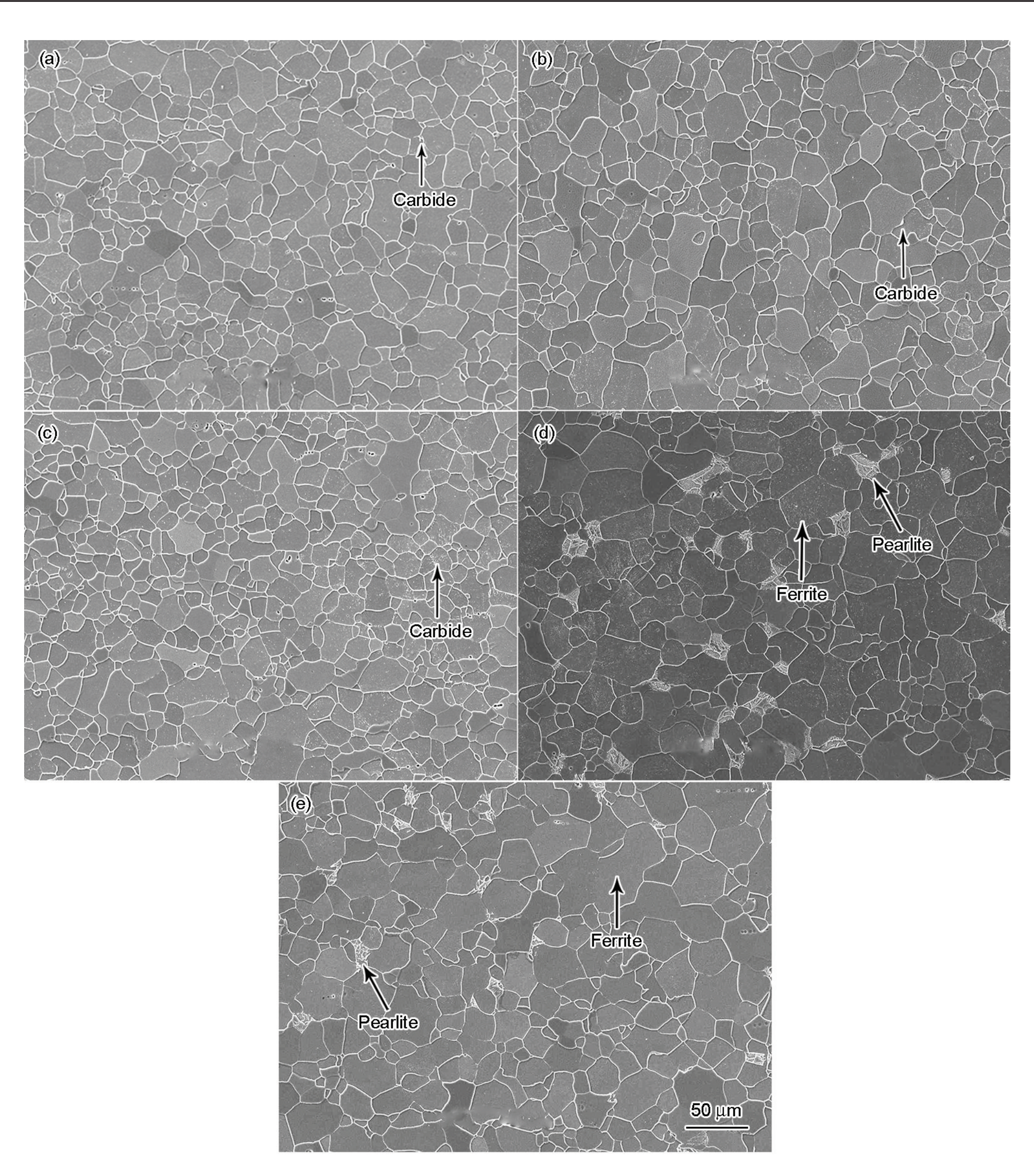


图 1 低碳钢在不同退火温度下的显微组织

Fig.1 Microstructures of low carbon steel at annealing temperatures of 750 ℃ (a), 780 ℃ (b), 810 ℃ (c), 850 ℃ (d) and 880 ℃ (e)

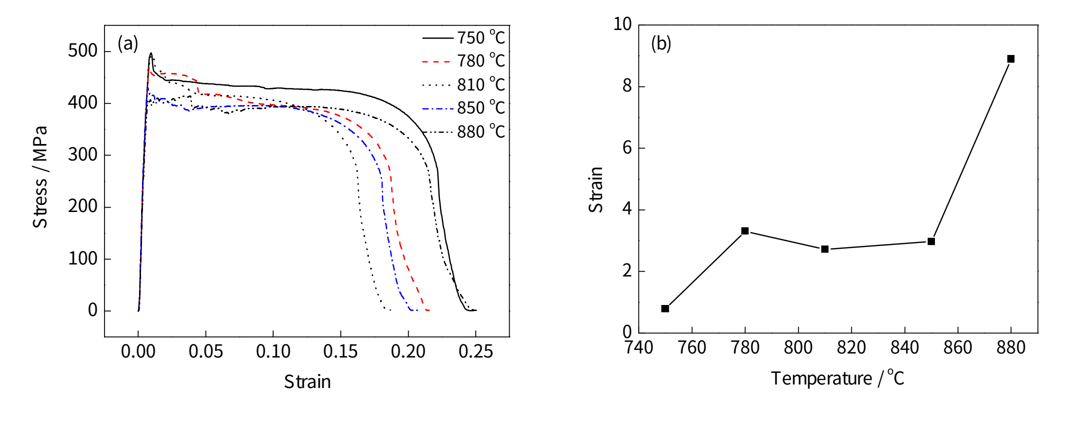


图 2 低碳钢烘烤硬化(BH)态的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves (a) and variation of yield point elongation (b) of low carbon steel after bake-hardening (BH) followed by 2% deformation

态和烘烤态内耗曲线如图4所示. 可以看出, 不同退火温度下的内耗曲线出现了 P_1, P_2, P_3 和 P_4 内耗峰,

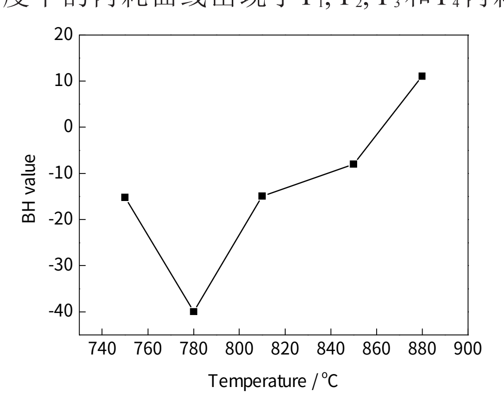


图3 低碳钢不同退火温度下的BH值

Fig.3 BH values of low carbon steel at different annealing temperatures

根据激活能 H 的计算公式[13]:

$$H = RT_{\mathrm{P}} \ln\left(\frac{k_{\mathrm{B}} T_{\mathrm{P}}}{hf}\right) + T_{\mathrm{P}} \Delta S \tag{1}$$

式中, R 为理想气体常数, T_{P} 和 f 分别为内耗峰对应的温度和频率, k_{B} 为 Boltzmann 常数, h 为 Plank 常数, ΔS 为熵变, 其值为 1.1×10^{-4} eV/K. 经计算, 不同退火温度下各 P_1 内耗峰的激活能均在 84~86 kJ/mol 范围内, P_2 内耗峰的激活能均在 120~140 kJ/mol 范围内, P_3 内耗峰的激活能均在 99~113 kJ/mol 范围内, P_4 内耗峰的激活能为 138.3 kJ/mol. 根据 P_1, P_2 和 P_3 各内耗峰的峰温和激活能, 判断各内耗峰分别为 Snoek 峰、SKK 峰和 B 峰[14~17].

2.3.1 变形态和烘烤态的 Snoek 内耗峰及固溶 C 含量 从图4中不同退火温度下低碳钢变形态

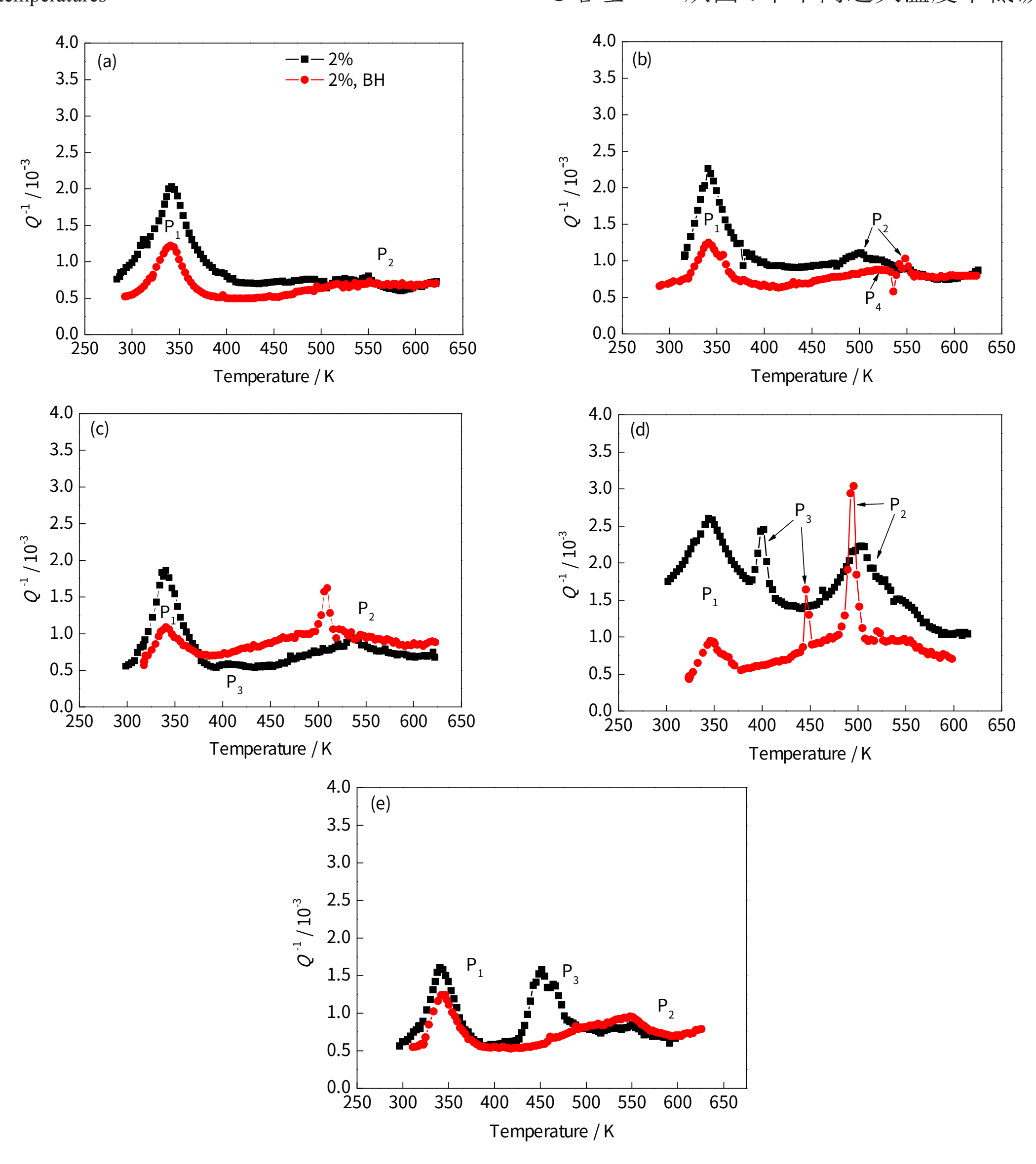


图4 低碳钢不同退火温度下的内耗曲线

Fig.4 Internal friction curves of low carbon steel of pre-deformation state and baking state annealed at 750 ℃ (a), 780 ℃ (b), 810 ℃ (c), 850 ℃ (d) and 880 ℃ (e) (Q—internal friction metric)

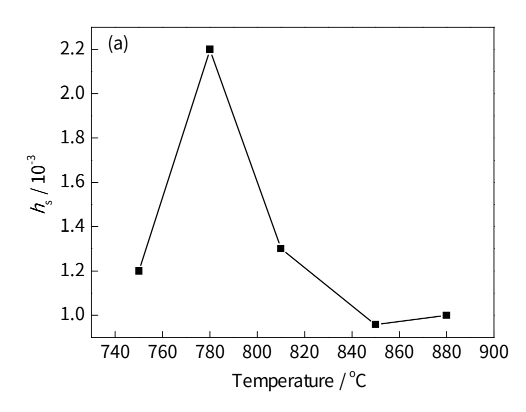
和烘烤态的Snoek峰看出, 经过烘烤处理以后, 各Snoek峰的峰高 h_s 都有不同程度的降低. 由文献[18]可知, h_s 与间隙固溶C原子含量成正比, 说明在烘烤过程中间隙固溶C原子发生了向位错或其它缺陷位置处扩散, 造成了间隙固溶C含量的降低. 图5a为由图4得出的不同退火温度下Snoek峰高的变化曲线. 可以看出, 退火温度从750 ℃升高到780 ℃时, Snoek峰高明显上升, 这可能是退火加热时较多的碳化物溶入于奥氏体中, 使退火后得到的铁素体中含有更多的固溶C原子. 退火温度从780 ℃逐渐升高至880 ℃, Snoek峰高不断下降, 这可能是退火组织中出现了更多的碳化物或珠光体, 使铁素体中的固溶碳含量减少. 图5b为由图4得出的不同退火温度下变形态和烘烤态Snoek峰高的差值. 退火温度从750 ℃提高到780 ℃时, Snoek峰高的差值增大, 退火温度从780 ℃逐渐升高至880 ℃, Snoek峰高差值不断减少, 780 ℃退火时Snoek峰高差值最大. 由图5b与图5a对比可知, 曲线的变化趋势相近, 说明固溶在晶格间隙中的C原子含量越多, 烘烤时向位错或其它缺陷位置处扩散的也越多, 发生Cottrell气团强化等其它强化方式时与固溶C含量有关. 由图5b与图3进一步对比可知, 曲线的变化趋势正好相反, 烘烤后的固溶C含量降低越多, 即Snoek峰高的差值越大, BH值越小; 反之, 烘烤后的固溶C含量降低越少, 即Snoek峰高的差值越小, BH值越大.

2.3.2 变形态和烘烤态的SKK内耗峰及Cottrell气团强化

从图4中低碳钢的内耗曲线看出, 750 ℃退火时, 烘烤后的SKK峰高基本无变化, 但峰宽变宽; 780 ℃退火时, 烘烤态的SKK峰出现了干扰峰 P_4, 内耗降低, 峰宽变化不大; 810和850 ℃退火时, 烘烤态的SKK峰高陡升, 峰宽变窄; 880 ℃退火时, 烘烤后的SKK峰高和峰宽都增大. 根据文献[17,19]可知, 引起SKK阻尼的是位错拖曳浓度为 C_d 的间隙原子气团即Cottrell气团, 其中, C_d 可表示为:

$$C_d = C_l e^{H_b/(RT)} \tag{2}$$

式中, C_l 为晶格中的C浓度, H_b 为C与位错的结合能, T 为热力学温度. 在Cottrell气团的溶质浓度未达到饱和时, SKK峰高将随 C_d 的增大而增加. 当过饱和浓度足够大, 在位错线上出现沉淀时, C_d 变小, 位错线长度 L 变短, SKK阻尼将显著减小. SKK峰的弛豫时间是间隙原子浓度 C_l 和位错段长度 L 的函数, SKK峰处于出现几率最高的位错长度所对应的弛豫时间 τ_m 和角频率 ω 之积为1, 即 $\omega\tau_m=1$ 的位置[17,20]. SKK峰温不同, 所对应的激活能也不同[13]. SKK峰温越高, 激活能越大, 表明位错运动所需克服的最大阻力越大, 强化效果越显著. Cottrell气团强化是SKK峰的峰高、峰宽和峰温的综合体现. 可以推测, 750 ℃退火样品烘烤时, 只有少数间隙C原子扩散到位错附近, 对不同长度的位错进行了钉扎, 形成了较宽驰豫范围的SKK峰, 但最大的Cottrell气团溶质浓度并未发生改变, 位错运动的最大阻力也没有变化. 图2b中750 ℃退火样品的屈服点延伸较小和图5b中Snoek峰高差值较小也能说明这一问题. 780 ℃退火样品烘烤时, SKK峰出现了干扰峰 P_4, 内耗降低, 可能是因为有大量的间隙C原子扩散至位错附近, 使Cottrell气团中间隙溶质浓度达到饱和, 并在位错线上出现碳化物沉淀所致[17,21,22]. 图5b中780 ℃退火样品Snoek峰高差值最大, 保证了有足够的C原子扩散至位错附近并出现沉淀. 810和850 ℃退火样品烘烤时, 与780 ℃退火样品相比, Snoek峰高差值减小, 即有较少的间隙C原子扩散至位错附近, 并对较单一长度的位错进行了钉扎, 使弛豫范围较小, 峰宽很窄, 因所形成的Cottrell气



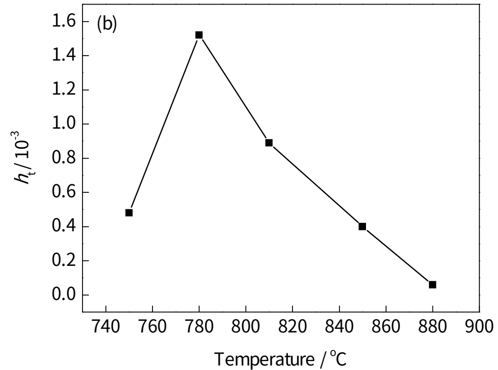


图5 不同退火温度的变形态Snoek峰高(h_s)和变形态与烘烤态Snoek峰高的差值(h_t)

Fig.5 The height of Snoek peak of pre-deformation state (h_s) (a) and variation of Snoek height between pre-deformation state and baking state h_t (b)

团溶质浓度很高, SKK峰高明显增加, 位错运动阻力显著增大, 但Cottrell气团中的间隙溶质浓度没有达到饱和与出现碳化物沉淀. 880 ℃退火样品烘烤时, 间隙C原子扩散至位错附近, 对一定长度分布的许多位错进行了钉扎, 形成了较宽驰豫范围与较高的SKK峰, 使位错运动阻力显著增加, 图2中的锯齿状屈服平台明显和屈服点延伸量最大也证明了这点. 从图4中不同退火温度下烘烤样品的SKK峰高、峰宽和峰温变化能够比较位错驰豫强度的变化, 即Cottrell气团强化的大小.

从图4中810, 850和880 ℃退火预变形样品的内耗曲线看出, 均出现了P_3内耗峰, 根据峰温与激活能判断为B峰. B峰是由于bcc晶体中的可动位错与间隙原子形成稀Cottrell气团运动所引起的, 通常在稳定的Cottrell气团形成之前出现[17,23]. 稀Cottrell气团使得位错拖曳的C原子浓度非常低, 以至它们之间的位错段可以在外应力作用下沿向绝热弓弯出去, 使C原子偏离位垒在位错芯左右跳动, 因此, B峰的强化作用远不及Cottrell气团强化. 880 ℃退火预变形态内耗曲线中出现了峰值较高的B峰, 而烘烤态没有出现B峰, 但烘烤态仍有较大的烘烤硬化值, 也说明了Cottrell气团强化是烘烤硬化的主要机制.

2.3.3 变形态和烘烤态的Kê峰及晶界C偏聚

采用强迫振动的方法测量由晶粒间界弛豫引起的内耗, 振动频率分别为0.5, 1, 2和4 Hz. 图6a是振动

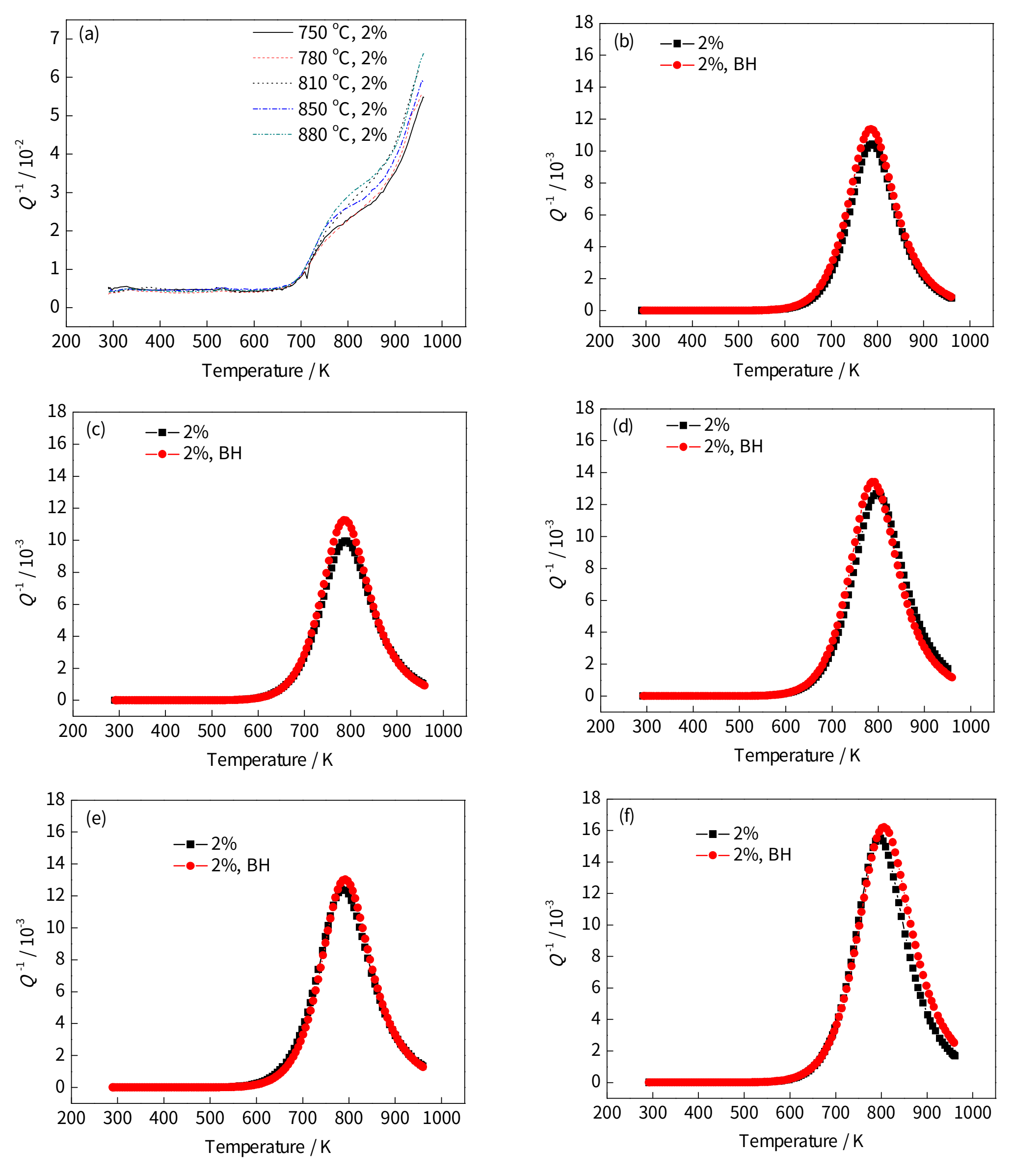
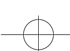


图6 不同退火温度下变形态与烘烤态的Kê峰

Fig.6 Kê peaks of pre-deformation state (a) and pre-deformation and baking state at annealing temperatures of 750 ℃ (b), 780 ℃ (c), 810 ℃ (d), 850 ℃ (e) and 880 ℃ (f)



频率为 1 Hz 时不同退火温度下变形态的实际内耗曲线. 内耗曲线峰温 T_P 分别为 787.7, 787.7, 798.9, 798.3 和 796.1 K. 采用变换频率法, 由 Arrhenius 关系式[24]计算内耗峰的激活能:

$$\tau = \tau_0 e^{H/(k_B T)} \tag{3}$$

式中, τ 是弛豫时间, τ_0 是指数前因子. 计算出的激活能在不同温度下分别为 371.4, 360.8, 474.8, 343.0 和 380.2 kJ/mol. 根据激活能、平均晶粒尺寸和峰温 T_P 判断该峰都为Kê峰[24]. 图 6b~f 分别为不同退火温度下变形态和烘烤态的Kê峰. 可见, 烘烤前后Kê峰变化不大. 文献[24]认为Kê峰与晶界结构、晶界面积和晶界偏聚等有关, 说明实验钢烘烤过程中没有发生明显的晶界偏聚现象.

3 分析讨论

钢在烘烤过程中可能发生 3 个现象[25]: (1) 在应力诱导下间隙 C, N 原子偏聚到晶界等适当位置; (2) C, N 原子钉扎位错形成 Cottrell 气团; (3) 形成碳氮化物沉淀. 对于低碳钢, 如果烘烤前后显微组织发生变化也将对烘烤硬化性能产生影响. 由前述实验钢烘烤前后的 Snoek 峰、SKK 峰和 Kê峰的变化也说明在烘烤过程中发生了相应现象. 烘烤后 Snoek 峰降低, 说明烘烤过程中铁素体内的间隙 C 原子向其他位置扩散, 使固溶 C 含量减少, 固溶强化作用减弱, 强度下降. 烘烤后 SKK 峰变化即位错弛豫强度不同, 说明 Cottrel 气团强化不同, 或形成碳化物沉淀将发生沉淀强化作用. SKK 峰高或峰宽加大, 使位错弛豫强度提高, Cottrel 气团强化作用增强, 提高强度. 当偏聚在位错周围的溶质原子浓度达到临界值或饱和时形成碳化物沉淀, SKK 峰高降低, 强化机制由 Cottrell 气团强化转变为沉淀强化. 烘烤前后 Kê峰变化不大, 说明烘烤过程中没有发生明显的晶界偏聚现象. 综合烘烤过程中可能发生的各种现象, 得出实验钢的烘烤硬化机制是固溶强化、Cottrel 气团强化和沉淀强化的综合作用.

750 ℃退火样品烘烤时, 固溶 C 含量有所降低, 固溶强化作用减弱; 同时有一定的 Cottrel 气团强化作用, 但 Cottrel 气团强化所提高的强度小于因固溶强化所降低的强度, 导致 BH 值为负值, 即烘烤软化. 780 ℃退火样品烘烤时, 固溶 C 含量显著降低, 同时在位错线上形成碳化物沉淀, 但因固溶强化所降低的强度仍大于沉淀强化所提高的强度, BH 值为负值且较 750 ℃退火时进一步降低. 810~880 ℃退火样品烘烤时, 与 780 ℃退火时相比, 固溶 C 含量降低不断减少, Cottrel 气团强化作用不断增大, 导致 BH 值不断提高, 但 810 和 850 ℃退火样品仍然是固溶强化作用占主导, 880 ℃退火样品是 Cottrel 气团强化起决定性作用, BH 值是正值.

4 结论

(1) 退火温度由 750 ℃逐渐升高到 880 ℃, 应力-应变曲线均表现不连续屈服现象, 且屈服平台的锯齿状越来越明显, 屈服点延伸量不断增大.

(2) 退火温度由 750 ℃升高到 780 ℃, 烘烤硬化(BH)值降低, 变形态和烘烤态的 Snoek 峰高差值增大, SKK 峰高降低, Kê峰变化不大, 固溶强化对烘烤硬化起主导作用; 退火温度由 780 ℃逐渐升高到 880 ℃, BH 值不断增大, 变形态和烘烤态的 Snoek 峰高差值逐渐减小, SKK 峰的驰豫强度逐渐增大, Kê峰变化不大, Cottrell 气团强化对烘烤硬化的作用逐渐增强.

(3) 烘烤硬化机制是固溶强化、Cottrell 气团强化和沉淀强化的共同作用.

参考文献

[1] De A K, Vandeputte S, De Coomana B C. *Scr Mater*, 1999; 41: 831

[2] De A K, Blauwe K D, Vandeputteb S, De Cooman B C. *J Alloys Compd*, 2000; 310: 405

[3] Zhao J Z, De A K, De Cooman B C. *ISIJ Int*, 2000; 40: 725

[4] Speer G J, Matlock K D. *JOM*, 2002; 54(7): 19

[5] Jiang H T, Kang Y L, Yu H. *Auto Technol Mater*, 2005; (3): 1
(江海涛, 康永林, 于 浩. 汽车工艺与材料, 2005; (3): 1)

[6] Zhao J Z, De A K, De Cooman B C. *Metall Mater Trans*, 2001; 32A: 417

[7] Baird J D. *Int Mater Rev*, 1971; 16(1): 1

[8] Vasilyev A A, Leeb H C, Kuzmin L N. *Mater Sci Eng*, 2008; A485: 282

[9] Zhao J Z, De A K, De Cooman B C. *Mater Lett*, 2000; 44: 374

[10] De A K, Vandeputte S, De Cooman B C. *Scr Mater*, 2001; 44: 695

[11] Cottrell A H, Bilby B A. *Phys Soc London*, 1949; 62(1)A: 49

[12] Soenen B, De A K, Vandeputte S, De Cooman B C. *Acta Mater*, 2004; 52: 3483

[13] Wert C, Marx J. *Acta Metall*, 1953; 1: 113

[14] Wert C A. *Phys Rev*, 1950; 79: 601

[15] Wert C A. *Physics*, 1949; 20: 943

[16] Bagramov R, Mari D, Benoit W. *Philos Mag*, 2001; 81A: 2797

[17] Ji J W, Yu N. *Prog Phys*, 2006; 26: 296
(戢景文, 于 宁. 物理学进展, 2006; 26: 296)

[18] Fang Q F, Wang X P, Wu X B, Lu H. *Physics*, 2011; 40: 786
(方前锋, 王先平, 吴学邦, 鲁 卉. 物理, 2011; 40: 786)

[19] Ji J W, Liu F D, Wang D J, Che Y Y, Hua Q Z, Liu J M, Huang Z R. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 913
(戢景文, 刘芬娣, 王登京, 车韵怡, 华桥柱, 刘建民, 黄镇如. 金属学报, 1999; 35: 913)

[20] Yu N, Liu Y G, Zhang Z B, Zhan H, Zhang J, Ji J W. *J ShangHai*

JiaoTong Univ, 2010; 44: 624
(于 宁, 刘永刚, 张志波, 詹 华, 张 建, 戢景文. 上海交通大学学报, 2010; 44: 624)

[21] Che Y Y, Sun Y J, Ji J W. *J Northeastern Univ (Nat Sci)*, 1997; 18: 676
(车韵怡, 孙玉杰, 戢景文. 东北大学学报(自然科学版), 1997; 18: 676)

[22] Che Y Y , Liu F D, Zeng G Y, Xu Y C, Ji J W. *Acta Metall Sin*, 1998; 34: 831
(车韵怡, 刘芬娣, 曾桂仪, 许余昌, 戢景文. 金属学报, 1998; 34: 831)

[23] Yu N, Ji J W. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 230
(于 宁, 戢景文. 金属学报, 2002; 38: 230)

[24] Ge T S. *Solid Internal Friction Theoretical Basis*. Beijing: Science Press, 2000: 62
(葛庭燧. 固体内耗理论基础. 北京: 科学出版社, 2000: 62)

[25] De A K, Vandeputte S, De Cooman B C. *J Mater Eng Perform*, 2001; 10: 567

(责任编辑:罗艳芬)

